

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 10-280050

(43)Date of publication of application : 20.10.1998

(51)Int.Cl.

C21D 9/48

C21D 8/04

C22C 38/00

C22C 38/14

(21)Application number : 09-085267

(71)Applicant : NKK CORP

(22)Date of filing : 03.04.1997

(72)Inventor : KIZU TARO

INAZUMI TORU

FUNAKAWA YOSHIMASA

NAKAHARA TAKESHI

TANIAI JUN

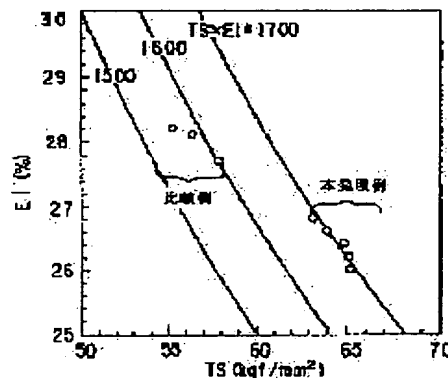
YAMAMOTO MASAOKI

(54) PRODUCTION OF HIGH STRENGTH HOT ROLLED STEEL SHEET EXCELLENT IN PRESS FORMABILITY

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a method for stably producing a high-strength hot rolled steel sheet good in press formability, particularly, in ductility at a low cost.

SOLUTION: A steel having a compsn. contg., by weight, 0.03 to 0.2% C, $\leq 2\%$ Si, $\leq 2.5\%$ Mn, $\leq 0.1\%$ P, $\leq 0.03\%$ Si, 0.01 to 0.1% sol.Al, $\leq 0.01\%$ N, $\leq 0.2\%$ Ti so as to satisfy $\geq 0.05\%$ effective Ti content (Ti*), and the balance substantial Fe is subjected to continuous casting to form into a slab, and immediately after that, rough rolling is started and is finished in the temp. range of the Ar3 to 950°C. Then, the rough bar subjected to the rough rolling is subjected to finish rolling at the Ar3 transformation point or above and is coiled at 550 to 650°C, where $Ti^* = [Ti - (47.9/14)N - (47.9/3)S]$, $[7000 / \{2.75 - \log(Ti^*)(C)\} - 258 - t]$ (heat holding treating time: min)]°C $\leq T \leq [7000 / \{2.75 - \log(Ti^*)(C)\} - 273]$ °C. It is reheated to T(°C) and is thereafter subjected to heat holding treatment for (t) min.



LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

13.03.2000

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]	3385903
[Date of registration]	10.01.2003
[Number of appeal against examiner's decision of rejection]	
[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]	
[Date of extinction of right]	

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平10-280050

(43) 公開日 平成10年(1998)10月20日

(51) Int.Cl. ⁸	識別記号	F I
C 2 1 D 9/48		C 2 1 D 9/48 S
8/04		8/04 A
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00 3 0 1 W
38/14		38/14

審査請求 未請求 請求項の数3 OL (全 10 頁)

(21) 出願番号 特願平9-85267

(22) 出願日 平成9年(1997)4月3日

(71) 出願人 000004123

日本鋼管株式会社

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号

(72) 発明者 木津 太郎

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内

(72) 発明者 稲積 透

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内

(72) 発明者 船川 義正

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内

(74) 代理人 弁理士 鈴江 武彦 (外4名)

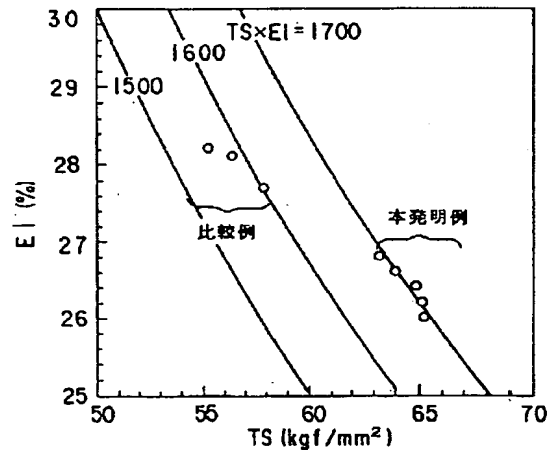
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 プレス成形性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法

(57) 【要約】

【課題】 プレス成形性、とくに延性が良好な高強度熱延鋼板を安定してかつ低コストで製造する方法を提供する。

【解決手段】 重量% で、C:0.03~0.2%, Si≤2%, Mn≤2.5%, P≤0.1%, S≤0.03%, so1.A1:0.01~0.1%, N≤0.01%, Ti:0.2%以下有効Ti量 (Ti*) 0.05% 以上、残部が実質的にFeよりなる鋼を連続鋳造によりスラブとした後、直ちに粗圧延を開始しAr₃ ~950 °Cの温度域で終了する。次に、粗圧延された粗バーに対して下記(1) の再加熱処理を施し、Ar₃ 変態点以上の温度で仕上げ圧延を行い、550~650°Cで巻取る。但し、Ti* = {Ti-(47.9/14)N-(47.9/32)S}, [7000/{2.75-log(Ti*) (C)}]-258-t(保熱処理時間:分)]°C≤T≤[7000/{2.75-log(Ti*) (C)}]-223]°Cでかつ、T≥[7000/{2.75-log(Ti*) (C)}]-273]°Cの温度、T (°C) まで再加熱した後、t 分間の保熱処理を施す工程…(1)



【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、C:0.03~0.2%と、Si≤2%と、Mn≤2.5%と、P≤0.1%と、S≤0.03%と、sol. Al:0.01~0.1%と、N≤0.01%と、Ti:0.2%以下、下記(1)式に示す有効Ti量(Ti*)0.05%以上と、残部が実質的にFeよりなる鋼組成を有する鋼板を製造する方法において、鋼を連続鋳造によりスラブとした後、直ちに粗圧延を開*

$$Ti^* = \{Ti\% - (47.9/14) \times N\% - (47.9/32) \times S\%$$

…(1)

$[7000 / \{2.75 - \log(Ti^* \% \times C\%)\} - 258 - t]$ (保熱処理時間:分) $^{\circ}C \leq T \leq [7000 / \{2.75 - \log(Ti^* \% \times C\%)\} - 223]^{\circ}C$ であつ、 $T \geq [7000 / \{2.75 - \log(Ti^* \% \times C\%)\} - 273]^{\circ}C$ の温度、T($^{\circ}C$)まで再加熱した後、t分間の保熱処理を施す工程 …(2)

【請求項2】 鋼を連続鋳造によりスラブとした後、 $[7000 / \{2.75 - \log(Ti^* \% \times C\%)\} - 273]^{\circ}C$ 以上の温度域に加熱した後、粗圧延を開始することを特徴とする、請求項1に記載のプレス成形性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項3】 鋼は、重量%で、さらに、Nb:0.005~0.1%、V:0.01~0.1%、B:0.002~0.005%、Cu≤0.6%、Ni≤0.6%、Mo≤0.6%、及びCr≤1%の群から選択された1種以上を含有していることを特徴とする、請求項1または2に記載のプレス成形性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、例えば自動車あるいは産業機器の高強度部材などに使用されるプレス成形性、特に延性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】高強度熱延鋼板は、構造用材料として自動車をはじめ強度を必要とする各種産業機器に使用されている。そして、その多くの部材はプレス成形して使用されるため、高強度熱延鋼板には優れたプレス成形性が要求される。しかし、一般に熱延鋼板は高強度化にともないプレス成形性が低下し、これは主として延性の低下に起因することから、特に延性に優れた高強度熱延鋼板が切望されている。

【0003】従来より、高強度熱延鋼板はフェライトおよびパーライト組織をベースとして炭化物形成元素であるTi、NbあるいはVの添加により製造されている。これは、微細な炭化物を析出させることで、粒成長の抑制による細粒化強化と析出強化を複合させた高強度鋼板である。ここで、Ti、Nb、V系炭化物の微細析出のためには、熱間圧延前はTi、Nb、Vを固溶状態と

* 始し、Ar₁~950 $^{\circ}C$ の温度域で終了する工程と、粗圧延された粗バーに対して、再加熱処理を施す工程と、再加熱処理された粗バーを、Ar₁変態点以上の温度で仕上げ圧延を行い、550~650 $^{\circ}C$ で巻取る工程とを備え、再加熱処理を施す工程は、下記(2)の工程であることを特徴とする、プレス成形性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

し、熱間圧延中および熱間圧延後に炭化物を析出させることが重要である。そこで、例えば第74、75回西山記念技術講座、33頁(日本鉄鋼協会)に開示されているように、スラブを高温で加熱することで析出物を熱間圧延前に一旦固溶させる技術がある。

【0004】さらに近年、例えば特開昭59-177325号公報や特開昭61-19733号公報に開示されているように、熱間圧延終了後、ランナウトテーブル上での急冷により、ベイナイト等の低温変態組織を有する高強度熱延鋼板が製造されている。この技術は炭化物形成元素を添加することなく組織強化により高強度化するものであり、延性低下の一因であるパーライトの生成を抑制することからプレス成形性を向上させることができる。しかし、低温変態組織を利用した高強度熱延鋼板を溶接して使用する場合、溶接時のHAZ部が焼き戻されて軟質化するという問題を生じる。そこで、例えば鉄と鋼、vol.68(1982)、1211頁に開示されているように、Nbを添加した鋼を低温巻取してフェライト+ベイナイト組織とすることで強度を確保しつつ、溶接時のHAZ部の軟化をNbCの微細析出により防止する技術もある。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、Tiのような炭化物形成元素の添加による熱延鋼板の高強度化において、TiCを微細に析出させるためスラブを高温加熱して炭化物を一旦固溶させても、粗圧延に続いて仕上げ圧延をおこなう通常の薄鋼板の製造過程では、粗圧延終了から仕上げ圧延を開始するまでの搬送の間に、歪み誘起によりTiCが析出、粗大化するため、仕上げ圧延直前での固溶Ti量が著しく減少してしまう。そこで、粗圧延をTiCの析出開始温度以上で終了すれば、TiCの析出は防止できるが、この温度を確保するためにはスラブの加熱温度をさらに高温にする必要がある。しかし、このような超高温加熱は、エネルギーコストの

増大を招くだけでなく、スラブ加熱中のスケールロス量の増加による歩留まり低下も発生するため好ましくない。このように、粗圧延後に仕上げ圧延をおこなう薄鋼板の製造プロセスでは、前記従来技術にあるように、TiCを全固溶させるためのスラブ高温加熱をおこなうだけでは、仕上げ圧延の開始までに粗大なTiCが析出してしまい、仕上げ圧延から巻取までのプロセスにおいて微細なTiCを十分に析出させることができない。そこで、所望の強度を得るには、Tiを過剰に添加せざるを得なくなる。ところが、多量のTi添加は、コストが上昇するだけでなく、同時に主として仕上げ圧延以前に生成する粗大なTiCの増大を招き、この粗大析出物が加工時にボイドの起点となり、ボイドの連結による破断を助長して延性が低下するという問題が生じる。

【0006】また、前記従来技術にあるようにNbを添加したフェライト+ベイナイト鋼についても、溶接部の軟化防止のみのためにNbを添加しており、大半の母材部分においてはNbは強度確保に寄与しておらずコスト上の無駄が大きい。さらに、フェライト+ベイナイト組織を得るためには、熱延終了後から巻取るまでのランナウトテーブル上で、最初は徐冷して一部をフェライト組織とした後、後半で急冷してベイナイト組織を得るという2段階冷却をおこなわねばならず、ベイナイト分率を一定にすることは困難であることから、材質上のばらつき*

$$Ti^* = \{Ti\% - (47.9/14) \times N\% - (47.9/32) \times S\%$$

… (1)

$$\begin{aligned} & [7000 / \{2.75 - \log(Ti^* \% \times C\%) \} - 258 - t \text{ (保熱処理時間: 分)}] \text{ } ^\circ\text{C} \leq T \leq [7000 / \{2.75 - \log(Ti^* \% \times C\%) \} \\ & - 223] \text{ } ^\circ\text{C} \text{ かつ、} T \geq [7000 / \{2.75 - \log(Ti^* \% \times C\%) \} \\ & - 273] \text{ } ^\circ\text{C} \text{ の温度、} T \text{ (} ^\circ\text{C) まで再加熱した後、} t \text{ 分間の保熱処理を施す工} \\ & \text{程} \dots (2) \end{aligned}$$

(2) 本発明の製造方法は、鋼を連続铸造によりスラブとした後、 $[7000 / \{2.75 - \log(Ti^* \% \times C\%) \} - 273] \text{ } ^\circ\text{C}$ 以上の温度域に加熱した後、粗圧延を開始することと特徴とする、上記(1)に記載のプレス成形性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法である。

【0010】(3) 本発明の製造方法は、鋼が、重量%で、さらに、Nb: 0.005~0.1%、V: 0.01~0.1%、B: 0.0002~0.005%、Cu ≤ 0.6%、Ni ≤ 0.6%、Mo ≤ 0.6%、及びCr ≤ 1%の群から選択された1種以上を含有していることを特徴とする、上記(1)または(2)に記載のプレス成形性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法である。

【0011】

【発明の実施の形態】本発明者は、プレス成形性、とくに延性が良好な高強熱延鋼板を安定してかつ低コストで製造する方法を得るために、鋭意研究を重ねた。その結果、強度および延性を向上させるためTiを添加した鋼を連続铸造によりスラブとした後、直ちにあるいは一定

*が大きくなるという問題も生じる。

【0007】本発明の目的は上記のような問題点を解決するために、プレス成形性、とくに延性が良好な高強熱延鋼板を安定してかつ低コストで製造する方法を提供することにある。

【0008】

【課題を解決するための手段】前記課題を解決し目標を達成するために、本発明は以下に示す手段を用いている。

(1) 本発明の製造方法は、重量%で、C: 0.03~0.2%と、Si ≤ 2%と、Mn ≤ 2.5%と、P ≤ 0.1%と、S ≤ 0.03%と、sol. Al: 0.01~0.1%と、N ≤ 0.01%と、Ti: 0.2%以下、下記(1)式に示す有効Ti量(Ti*) 0.05%以上と、残部が実質的にFeよりなる鋼組成を有する鋼板を製造する方法において、鋼を連続铸造によりスラブとした後、直ちに粗圧延を開始し、Ar₁、~950°Cの温度域で終了する工程と、粗圧延された粗バーに対して、再加熱処理を施す工程と、再加熱処理された粗バーを、Ar₁、変態点以上の温度で仕上げ圧延を行い、550~650°Cで巻取る工程とを備え、再加熱処理を施す工程は、下記(2)の工程であることを特徴とする、プレス成形性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法である。

【0009】

温度範囲内に加熱して粗圧延を行った後、粗バーに対して再加熱処理を施して、一旦歪み誘起析出したTiCを再固溶させ、仕上げ圧延中あるいは終了後に微細にTiCを再析出させることで、添加したTiを有効に細粒化および析出強化に作用させることができ、Tiを多量に添加することなく、高強度かつ高延性が図れることを知見した。

【0012】この知見に基づき、本発明者は、Ti添加鋼の成分添加量及び粗圧延終了後の粗バー再加熱を含む熱間圧延条件を一定範囲内に制御するようにして、プレス成形性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法を見出し、本発明を完成させた。

【0013】すなわち、本発明は、鋼組成及び製造条件を下記範囲に限定することにより、プレス成形性、とくに延性が良好な高強熱延鋼板を安定してかつ低コストで製造する方法を提供することができる。

【0014】以下に本発明の成分添加理由、成分限定理由及び製造条件の限定理由について説明する。

(1) 成分組成範囲

C: 0.03~0.2%

Cは高強度化に有効な元素であり、さらにTi, Nb, V添加時には、炭化物を微細に析出し、粒成長を抑制することで組織を細粒化するとともに析出強化により強度上昇に寄与する。この効果を得るためC含有量の下限は0.03%である。一方、多量のC添加は、巻き取り後のパーライト量の増大を招き加工性が劣化するだけでなく、溶接性にも悪影響をおよぼす。したがって、C含有量の上限は0.2%である。

Si ≤ 2%

Siは加工性を劣化することなく、フェライトを固溶強化し、強度と加工性のバランスを高くする作用を有する。固溶強化元素として利用する場合には、要求される強度レベルに応じて添加すべきであり、下限は特に規定しない。一方、多量のSi添加は、靱性および溶接性を劣化させる。したがって、Si含有量の上限は2%である。下限は特に規定しないが、製造コストの観点から0.01%以上が望ましい。

【0015】Mn ≤ 2.5%

Mnは高強度化に有効な元素である。固溶強化元素として利用する場合には、要求される強度レベルに応じて添加すべきであるが、その含有量が2.5%を超えると溶接性が劣化する。したがって、Mn含有量の上限は2.5%である。下限は特に規定しないが、製造コストの観点から0.1%以上が望ましい。

【0016】P ≤ 0.1%

Pは高強度化に有効な元素である。しかし、0.1%を超えて添加すると粒界に偏析し、2次加工性が劣化する。したがって、P含有量の上限は0.1%である。下限は特に規定しないが、固溶強化元素として利用する場合には、要求される強度レベルに応じて添加すべきである。製造コストの観点からは0.01%以上が望ましい。

【0017】S ≤ 0.03%

Sが過剰に添加された場合、多量のTi系硫化物が析出するが、この析出物は粗大で強度上昇に寄与しないだけでなく、加工時のボイドの起点となるため延性および伸びフランジ性が低下する。このように、Sは不純物元素であるため極力低減することが望ましい。したがって、S含有量の上限は0.03%である。下限は特に規定しない。含有量が小さいほど加工性が向上する。

【0018】sol. Al: 0.01~0.1%

sol. Alは脱酸元素として鋼中の介在物を減少させる作用を有しており、sol. Alの含有量が0.01%を下回る場合には、この効果が得られないためsol. Al含有量の下限は0.01%である。また、sol. Alを0.1%を超えて過剰に添加した場合には、アルミナ系介在物が増加し、延性が低下するので、上限は0.1%である。

N ≤ 0.01%

N含有量が0.01%を超えると、熱間圧延中にスラブ割れをとめない、表面疵が発生する恐れがあることから、N含有量の上限は0.01%である。下限は特に規定しないが、製造コストの観点から0.001%以上が望ましい。

Ti: 0.2%以下、有効Ti量(Ti*) 0.05%以上

但し、 $Ti^* = \{Ti\% - (47.9/14) \times N\% - (47.9/32) \times S\% \}$

10 Tiは微細なTi系炭窒化物を形成し、組織を細粒化するとともに、析出強化により強度を上昇させる。この効果を得るため、Ti添加量の下限は有効Ti量、 $Ti^* \{= Ti\% - (47.9/14) \times N\% - (47.9/32) \times S\% \}$ で0.05%である。また、Tiを0.2%を超えて添加してもTi系炭窒化物の粗大化により強度上昇に寄与しないだけでなく、延性の低下をもたらすためTi添加量の上限は0.2%である。

【0019】本発明では、さらに、鋼板の強度及び延性の目標に応じて選択元素として、Nb, V, B, Cu, Ni, Mo, 及びCrの群から選択された1種以上を含有させてもよい。それぞれの元素を添加する場合の添加範囲及びその限定理由は以下のとおりである。

Nb: 0.005~0.1%

Nbは組織の微細化に有効な元素である。加工性を損わずに高い強度を得るためには、組織の微細化が有効である。さらに、Nb系炭窒化物の形成により、強度上昇に寄与する。このような効果を発揮するためには、その含有量を0.005%以上とする必要がある。一方、0.1%を超えて多量に添加しても、組織微細化の効果は飽和し、さらに、Nb系炭窒化物は粗大化するため強度上昇に寄与しないだけでなく延性の低下をもたらす。したがって、Nb添加量の上限は0.1%である。

V: 0.01~0.1%

Vは微細なV系炭窒化物を形成し、組織を細粒化するとともに、析出強化により強度を上昇させる。この効果を得るため、V添加量の下限は0.01%である。また、Vを0.1%を超えて添加してもV系炭窒化物の粗大化により強度上昇に寄与しないだけでなく、延性の低下をもたらすためV添加量の上限は0.1%である。

30 B: 0.0002~0.005%

Bは熱間加工時の歪みの解放を抑制する作用を有することから、組織を微細化し、強度上昇に寄与する。この効果を得るため、B添加量の下限は0.0002%である。また、Bを0.005%を超えて添加しても、Bによる細粒化効果は飽和するだけでなく、熱間圧延時に、歪みの累積によるロール荷重の増大を招き、圧延を極めて困難にすることから、B添加量の上限は0.005%である。

【0020】

50 Cu ≤ 0.6%, Ni ≤ 0.6%, Cr ≤ 1%

これらの元素は、固溶強化により強度上昇に寄与する。しかし、過剰のCu、Ni、Crは、強度上昇効果が飽和し不経済であるため、Cu添加量の上限は0.6%、Ni添加量の上限は0.6%、Cr添加量の上限は1%である。

【0021】 $Mo \leq 0.6\%$

Moは炭窒化物の形成により強度上昇に寄与する。しかし、過剰のMo添加は、強度上昇効果が飽和し不経済であるため、Mo添加量の上限は0.6%である。

【0022】上記の成分組成範囲に調整することにより、プレス成形性、特に延性が良好な高強度熱延鋼板を安定してかつ低コストで得ることが可能となる。このよ*

$$\left[\frac{7000}{\{2.75 - \log(Ti^* \% \times C\%)\}} - 258 - t \right] \text{ (保熱処理時間: 分) } ^\circ C \leq T \leq \left[\frac{7000}{\{2.75 - \log(Ti^* \% \times C\%)\}} - 223 \right] ^\circ C$$
でかつ、 $T \geq \left[\frac{7000}{\{2.75 - \log(Ti^* \% \times C\%)\}} - 273 \right] ^\circ C$ の温度、T(°C)まで再加熱した後、t分間の保熱処理を施す工程 … (1)

a. 粗圧延前のスラブ熱履歴：溶製した鋼を連続铸造によりスラブとした後、直ちに粗圧延を開始する。Ti添加により熱延鋼板を高強度化するには、仕上げ圧延前にTiを固溶状態とし、仕上げ圧延中および圧延後にTiCを微細に析出させることで、粒成長の抑制による細粒化強化と析出強化を有効に作用させる必要がある。しかし、粗圧延直前のスラブ段階において、粗大なTiCが存在すると、粗圧延後に粗バーの再加熱をおこなってもTiCを全量固溶させることは困難である。したがって、粗圧延直前のスラブ段階から、Tiを固溶させておく必要がある。そのため、溶製した鋼はスラブにした後、直ちに粗圧延を開始することでTiCの析出を抑制する必要がある。

b. 粗圧延の最終温度：Ar₁、~950°C

薄鋼板の製造プロセスにおける粗圧延過程において、通常、粗圧延終了から仕上げ圧延を開始するまでの搬送の間に、圧延時の歪み誘起によりTiCが析出してしま

う。ここで、粗圧延終了温度が950°Cを超える場合、※

$$\left[\frac{7000}{\{2.75 - \log(Ti^* \% \times C\%)\}} - 258 - t \right] \text{ (保熱処理時間: 分) } ^\circ C \leq T \leq \left[\frac{7000}{\{2.75 - \log(Ti^* \% \times C\%)\}} - 223 \right] ^\circ C$$
でかつ、 $T \geq \left[\frac{7000}{\{2.75 - \log(Ti^* \% \times C\%)\}} - 273 \right] ^\circ C$ の温度、T(°C)まで再加熱した後、t分間の保熱処理を施す工程 … (1)

Ti添加により高強度化を図る場合、TiCを微細に分散させる必要がある。しかし、添加したTiの一部は、粗圧延後に歪み誘起によりTiCとして粗大に析出してしま。したがって、粗圧延終了後に粗バー再加熱及びt分間の保熱処理を行い、仕上げ圧延直前においてTiを固溶状態で存在させることで、仕上げ圧延中および圧延後にTiCを微細に析出させる必要がある。

【0027】この効果を得るため、粗バー再加熱温度の下限は、 $\left[\frac{7000}{\{2.75 - \log(Ti^* \% \times C\%)\}} - 258 - t \right] \text{ (保熱処理時間: 分) } ^\circ C$ でか

*うな特性の鋼板は以下の製造方法により製造することができる。

【0023】(2) 鋼板製造工程

(2-1) 態様1の製造条件

(製造方法) 上記の成分組成範囲に調整した鋼を溶製し、連続铸造によりスラブとした後、直ちに粗圧延を開始し、Ar₁、~950°Cの温度域で終了する。

【0024】次に、粗圧延された粗バーに対して再加熱処理を施し、Ar₁、変態点以上の温度で仕上げ圧延を行い、550~650°Cで巻取る。但し、粗バーに対して施す再加熱処理は、下記(1)の工程である。

【0025】

※C、Tiの拡散速度が大きいため、析出したTiは粗大化する。したがって、その後の粗バー再加熱過程で加熱をおこなっても、粗大な析出物は溶解し難く、TiCを全量固溶させることは困難である。一方、粗圧延終了を950°C以下とした場合には、C、Tiの拡散速度が小さいため、析出するTiCのサイズも小さく、その後の粗バー再加熱過程において容易にTiCを再固溶させることが可能である。しかし、粗圧延終了温度がAr₁、変態点未満の場合には、フェライト変態がおこり、オーステナイト中に比べてTiおよびCの固溶量が極端に小さくなるため、TiCが多量に析出してしまい、粗バー再加熱で多量のTiCを全量固溶させるのは困難となる。したがって、粗圧延の最終温度はAr₁、~950°Cである。

c. 粗バー再加熱処理：粗バーに対して施す再加熱処理は、下記(1)の工程である。

【0026】

つ、 $\left[\frac{7000}{\{2.75 - \log(Ti^* \% \times C\%)\}} - 273 \right] ^\circ C$ である。

【0028】粗バー再加熱後の保熱処理時間は特に規定しないが、粗バー再加熱後、仕上げ圧延開始までの間に保熱処理を行うことで、TiCの固溶を促進することができ、粗バー再加熱温度の下限を $\left[\frac{7000}{\{2.75 - \log(Ti^* \% \times C\%)\}} - 258 - t \right] \text{ (保熱処理時間: 分) } ^\circ C$ と低下させることができる。しかし、再加熱後の粗バーを15分を超えて保熱しても、TiCの固溶が促進しないため、粗バー再加熱後の保熱処理時

間は15分以内が好ましい。

【0029】一方、 $[7000 / \{2.75 - \log(Ti^* \% \times C\%)\} - 223]$ ℃を超えて粗バーを再加熱すると、オーステナイト粒が粗大化するため、その後の仕上げ圧延、巻取り後のフェライト粒径も大きくなり、高強度化に対し不利に作用するだけでなく、粗バーのスケール生成量の増加による歩留まり低下や粗バー再加熱温度の上昇にともなう熱コストの増加をともなう。したがって、粗バー再加熱温度の上限は $[7000 / \{2.75 - \log(Ti^* \% \times C\%)\} - 223]$ ℃である。

d. 仕上げ温度：Ar，変態点以上
組織を微細化するためには低温で熱間圧延を終了することが望ましい。しかし、仕上げ温度がAr，変態点を下回ると粗大な加工フェライトの再結晶組織が発生するため、加工性が著しく劣化する。したがって、仕上げ温度はAr，変態点以上である。上限は特に規定しないが、900℃を上回る場合は組織が粗粒化するため、高強度化には不利となる。よって、900℃以下が好ましい。

【0030】e. 巻取温度：550～650℃

*20 【0032】

$[7000 / \{2.75 - \log(Ti^* \% \times C\%)\} - 258 - t$ (保熱処理時間：分)]℃ $\leq T \leq [7000 / \{2.75 - \log(Ti^* \% \times C\%)\} - 223]$ ℃でかつ、 $T \geq [7000 / \{2.75 - \log(Ti^* \% \times C\%)\} - 273]$ ℃の温度、T(℃)まで再加熱した後、t分間の保熱処理を施す工程 … (1)

a. 粗圧延前のスラブ熱履歴：溶製した鋼を連続製造によりスラブとした後、 $[7000 / \{2.75 - \log(Ti^* \% \times C\%)\} - 273]$ ℃以上の温度域に加熱して粗圧延を開始する。溶製した鋼はスラブにした後、一旦室温まで冷却もしくは冷却途中でスラブを加熱する場合には、スラブの冷却途中で粗大に析出するTiCをスラブ加熱時に全量再固溶させるため加熱温度を高温とする必要がある。ここで、スラブ加熱時の温度が、 $[7000 / \{2.75 - \log(Ti^* \% \times C\%)\} - 273]$ ℃を下回る場合には、粗大に析出したTiCが再固溶せず、粗圧延終了後に粗バーの再加熱をおこなってもTiCを固溶させるのは困難である。したがって、溶製した鋼を連続製造によりスラブにした後、 $[7000 / \{2.75 - \log(Ti^* \% \times C\%)\} - 273]$ ℃以上でスラブを加熱して粗大TiCを再固溶させたのち粗圧延を開始する。スラブ加熱温度の上限は好ましくは $[7000 / \{2.75 - \log(Ti^* \% \times C\%)\} - 123]$ ℃である。これを超えて加熱してもエネルギーコスト上無駄があるからである。

【0033】b. 粗圧延の最終温度

態様1の製造条件と同様。

c. 粗バー再加熱処理

態様1の製造条件と同様。

d. 仕上げ温度

態様1の製造条件と同様。

* 巻取温度が650℃を上回る場合、TiCが粗大に析出するため、強度上昇に有効に作用しただけでなく、プレス加工時には、粗大析出物がボイドの起点となり割れが発生するため、巻取温度の上限は650℃である。一方、巻取温度が550℃を下回る場合には、TiおよびCの拡散速度が低下し、TiCが析出し難くなるため、析出しにくい固溶Tiが残存することになり、強度が上昇しない。したがって、巻取温度の下限は550℃である。

(2-2) 態様2の製造条件

(製造方法) 上記の成分組成範囲に調整した鋼を溶製し、連続製造によりスラブとした後、 $[7000 / \{2.75 - \log(Ti^* \% \times C\%)\} - 273]$ ℃以上の温度域に加熱した後、粗圧延を開始し、Ar，～950℃の温度域で終了する。

【0031】次に、粗圧延された粗バーに対して再加熱処理を施し、Ar，変態点以上の温度で仕上げ圧延を行い、550～650℃で巻取る。但し、粗バーに対して施す再加熱処理は、下記(1)の工程である。

e. 巻取温度

態様1の製造条件と同様。以下に本発明の実施例を挙げ、本発明の効果を立証する。なお、本発明はこれらの実施例により何有限定されるものではない。

30 【0034】

【実施例】供試鋼には、表1に示す化学組成を有する鋼(本発明鋼：No. 1～29, 31, 32, 比較鋼：No. 30)を実験室で溶製した熱延スラブを用い、表2に示す条件でスラブ加熱、粗圧延に続いて粗バー加熱をおこない、直ちに、あるいは、粗バー加熱後保熱処理をおこなった後、仕上げ圧延および巻取処理をおこない、板厚2.5mmを有する鋼を調製した(本発明例：No. 1～5, 9～11, 17～22, 27～29および比較例：No. 6～8, 12～16, 23～26, 30～32)。表2には、JIS Z 2241に基づく引張試験の結果(YP, TS, EI, TS×EI)も合わせて示す。

40 【0035】図1に同一の組成を有する本発明鋼No. 1～8のTS(引張強度)におよぼす粗圧延終了温度の影響を示す。本発明鋼No. 1～8のAr，変態点は790℃である。粗圧延の最終温度が本発明の範囲のAr，変態点(790℃)～950℃である本発明例(No. 1～5)のTSは63.2～65.2kgf/mm²のレベルに対し、本発明の範囲外である950℃を上回る比較例(No. 7, 8)の場合やAr，変態点を下

回る比較例(No. 6)の場合には、TSが57.9 kgf/mm²以下と大きく低下する。また、図2に示すように、粗圧延の最終温度が本発明の範囲である本発明例(No. 1~5)のE1(伸び)は、26.0~26.8%であり、強度と伸びのバランス指標であるTS×E1値が1659~1711となるのに対し、本発明の範囲を外れる比較例(No. 6~8)のTS×E1値は1559~1604であり、強度と伸びのバランスが大きく低下する。つぎに、図3に同一の組成を有する本発明鋼No. 9~16のTSにおよぼす粗バー再加熱温度の影響を示す。本発明鋼No. 9~16に施す粗バー再加熱後の保熱時間は0分であり、本発明の範囲の粗バー再加熱温度の範囲は、 $[7000 / \{2.75 - \log(Ti\% \times C\%)\} - 258]^\circ C \sim [7000 / \{2.75 - \log(Ti\% \times C\%)\} - 223]^\circ C$ より、1155~1190°Cである。

【0036】粗バー再加熱温度が本発明の範囲である本発明例(No. 9~11)のTSは62.3~62.5 kgf/mm²のレベルに対し、本発明の範囲外である1155°Cを下回る比較例(No. 12~14)の場合や1190°Cを上回る比較例(No. 15, 16)の場合には、TSは61.5 kgf/mm²以下と大きく低下する。また、図4に示すように、粗バー再加熱温度が本発明の範囲である本発明例(No. 9~11)のE1は、27.4~27.8%であり、TS×E1値が1713~1732であるのに対し、本発明の範囲を外れる比較例(No. 12~16)のTS×E1値は1601~1641となり強度と伸びのバランスが大きく低下する。

【0037】さらに、図5には同一の組成を有する本発明鋼No. 17~26のTSにおよぼす巻取温度の影響を示す。巻取温度が本発明の範囲である550~650°Cの範囲にある本発明例(No. 17~22)のTSは68.4~69.5 kgf/mm²のレベルに対し、本

発明の範囲外である550°Cを下回る比較例(No. 25, 26)の場合や650°Cを上回る比較例(No. 23, 24)の場合には、TSは66.5 kgf/mm²以下となり本発明例(No. 17~22)のレベルを下回る。また、図6に示すように、巻取温度が本発明の範囲である本発明例(No. 17~22)のE1が24.6~25.2%であり、TS×E1値が1709~1724であるのに対し、本発明の範囲を外れる比較例(No. 23~26)のTS×E1値は1633~1656となり強度と伸びのバランスが低下する。さらに、表2に示すとおり、鋼組成及び製造条件が本発明の範囲である本発明例No. 27~29は、TSが63.1~68.3 kgf/mm²、E1は25.1~27.1%、TS×E1値は1704~1714のレベルにある。これに対して、比較例No. 30(比較鋼No. 30)のようにTi添加量が0.25%と、本発明のTi添加量の上限值である0.2%を超える場合には、TSが76.8 kgf/mm²と高強度化するものの、E1が19.2%まで低下し、TS×E1値は1475まで低下してしまう。また、比較例No. 31のように、仕上げ温度が783°Cと本発明鋼No. 31の仕上げ温度の下限値であるAr、変態点(800°C)を下回る場合には、TSは54.2 kgf/mm²、E1は26.7%であり、TS×E1は1447と小さい。さらに、比較例No. 32のように、本発明のスラブの加熱温度の下限が $[7000 / \{2.75 - \log(Ti\% \times C\%)\} - 273]^\circ C = 1144^\circ C$ である鋼(本発明鋼No. 32)において、加熱温度が1130°Cと本発明の範囲を下回る場合にも、TSが62.5 kgf/mm²、E1は25.1%であり、TS×E1値は1569と小さい。

【0038】

〔表1〕

鋼No.	化 学 組 成 (重量%)									備考
	C	Si	Mn	P	S	sol. Al	N	Ti	その他	
1	0.10	0.03	1.25	0.01	0.005	0.03	0.0020	0.07	—	本発明鋼
2	0.10	0.03	1.25	0.01	0.005	0.03	0.0020	0.07	—	本発明鋼
3	0.10	0.03	1.25	0.01	0.005	0.03	0.0020	0.07	—	本発明鋼
4	0.10	0.03	1.25	0.01	0.005	0.03	0.0020	0.07	—	本発明鋼
5	0.10	0.03	1.25	0.01	0.005	0.03	0.0020	0.07	—	本発明鋼
6	0.10	0.03	1.25	0.01	0.005	0.03	0.0020	0.07	—	本発明鋼
7	0.10	0.03	1.25	0.01	0.005	0.03	0.0020	0.07	—	本発明鋼
8	0.10	0.03	1.25	0.01	0.005	0.03	0.0020	0.07	—	本発明鋼
9	0.11	0.01	0.70	0.02	0.008	0.03	0.0033	0.08	Nb:0.010	本発明鋼
10	0.11	0.01	0.70	0.02	0.008	0.03	0.0033	0.08	Nb:0.010	本発明鋼
11	0.11	0.01	0.70	0.02	0.008	0.03	0.0033	0.08	Nb:0.010	本発明鋼
12	0.11	0.01	0.70	0.02	0.008	0.03	0.0033	0.08	Nb:0.010	本発明鋼
13	0.11	0.01	0.70	0.02	0.008	0.03	0.0033	0.08	Nb:0.010	本発明鋼
14	0.11	0.01	0.70	0.02	0.008	0.03	0.0033	0.08	Nb:0.010	本発明鋼
15	0.11	0.01	0.70	0.02	0.008	0.03	0.0033	0.08	Nb:0.010	本発明鋼
16	0.11	0.01	0.70	0.02	0.008	0.03	0.0033	0.08	Nb:0.010	本発明鋼
17	0.06	0.01	1.10	0.01	0.006	0.02	0.0030	0.11	V:0.010	本発明鋼
18	0.06	0.01	1.10	0.01	0.006	0.02	0.0030	0.11	V:0.010	本発明鋼
19	0.06	0.01	1.10	0.01	0.006	0.02	0.0030	0.11	V:0.010	本発明鋼
20	0.06	0.01	1.10	0.01	0.006	0.02	0.0030	0.11	V:0.010	本発明鋼
21	0.06	0.01	1.10	0.01	0.006	0.02	0.0030	0.11	V:0.010	本発明鋼
22	0.06	0.01	1.10	0.01	0.006	0.02	0.0030	0.11	V:0.010	本発明鋼
23	0.06	0.01	1.10	0.01	0.006	0.02	0.0030	0.11	V:0.010	本発明鋼
24	0.06	0.01	1.10	0.01	0.006	0.02	0.0030	0.11	V:0.010	本発明鋼
25	0.06	0.01	1.10	0.01	0.006	0.02	0.0030	0.11	V:0.010	本発明鋼
26	0.06	0.01	1.10	0.01	0.006	0.02	0.0030	0.11	V:0.010	本発明鋼
27	0.11	0.02	0.90	0.02	0.010	0.03	0.0028	0.07	B:0.0011	本発明鋼
28	0.07	0.01	1.05	0.01	0.011	0.02	0.0027	0.08	Cu:0.1, Ni:0.1	本発明鋼
29	0.08	0.02	1.23	0.02	0.013	0.02	0.0034	0.09	Mo:0.1, Cr:0.2	本発明鋼
30	0.06	0.01	1.10	0.01	0.007	0.03	0.0035	0.25*	—	比較鋼
31	0.08	0.01	1.20	0.02	0.008	0.02	0.0025	0.08	—	本発明鋼
32	0.10	0.02	1.00	0.01	0.010	0.02	0.0031	0.09	—	本発明鋼

注) *印は、本発明の範囲から外れていることを表す。

条件	鋼 No.	A_{T_1} (°C)	T1(注1) (°C)	加熱温度 (°C)	粗圧延 終了温度 (°C)	再加熱温度 (°C)	再加熱後 保持時間 (min)	FT(注2) (°C)	CT(注3) (°C)	Y P (kgf/mm ²)	T S (kgf/mm ²)	E I (%)	T S × E I	備考
1	1	790	1125	1189	945	1142	0	862	580	51.8	63.2	26.8	1694	本発明例
2	2	790	1125	1195	931	1133	10	854	575	53.2	63.9	26.6	1700	本発明例
3	3	790	1125	1201	890	1136	8	847	582	53.7	64.8	26.4	1711	本発明例
4	4	790	1125	1179	865	1145	0	842	596	56.0	65.1	26.2	1706	本発明例
5	5	790	1125	1181	797	1142	0	868	574	56.2	65.2	26.0	1695	比較例
6	6	790	1125	1177	785	1135	15	860	588	47.8	55.3	28.2	1559	比較例
7	7	790	1125	1205	957	1146	0	851	600	48.9	57.9	27.7	1604	比較例
8	8	790	1125	1202	983	1141	3	866	598	48.1	56.4	28.1	1585	比較例
9	9	840	1140	1205	934	1157	0	855	621	51.4	62.4	27.5	1716	本発明例
10	10	840	1140	1185	928	1167	0	843	598	51.3	62.3	27.8	1732	本発明例
11	11	840	1140	1191	938	1188	0	851	587	51.2	62.5	27.4	1713	本発明例
12	12	840	1140	1201	941	1150	0	864	591	49.8	60.2	26.6	1601	比較例
13	13	840	1140	1184	937	1137	0	857	576	48.2	58.4	27.5	1606	比較例
14	14	840	1140	1214	929	1105	0	860	601	47.4	57.6	27.8	1601	比較例
15	15	840	1140	1214	931	1213	0	854	584	51.0	61.5	26.6	1636	比較例
16	16	840	1140	1214	924	1227	0	863	592	50.1	60.1	27.3	1641	比較例
17	17	835	1123	1208	924	1145	0	867	642	58.8	68.7	24.9	1711	本発明例
18	18	835	1123	1187	935	1158	0	847	621	58.9	69.2	24.7	1709	本発明例
19	19	835	1123	1187	941	1150	0	852	604	59.2	69.5	24.6	1710	本発明例
20	20	835	1123	1194	936	1151	0	849	587	58.8	69.1	24.8	1714	本発明例
21	21	835	1123	1210	926	1157	0	867	568	58.6	68.7	25.1	1724	本発明例
22	22	835	1123	1179	934	1154	0	842	554	58.4	68.4	25.2	1724	本発明例
23	23	835	1123	1184	925	1152	0	861	658	55.6	66.5	24.9	1656	比較例
24	24	835	1123	1195	936	1165	0	859	679	54.6	65.7	25.1	1649	比較例
25	25	835	1123	1182	946	1157	0	839	546	54.7	65.7	25.2	1656	比較例
26	26	835	1123	1193	940	1154	0	857	521	55.1	66.1	24.7	1633	比較例
27	27	820	1113	1183	921	1124	10	845	589	52.4	63.1	27.1	1710	本発明例
28	28	810	1081	1183	934	1097	0	862	591	53.4	65.3	26.1	1704	本発明例
29	29	800	1106	1200	919	1125	0	849	604	57.2	68.3	25.1	1714	本発明例
30	30	835	1244	1250	950	1250	10	854	602	66.8	76.8	19.2	1475	比較例
31	31	800	1107	1135	912	1110	15	783	598	41.5	54.2	26.7	1447	比較例
32	32	795	1144	1130	913	1160	0	823	579	50.2	62.5	25.1	1559	比較例

*白は本発明の範囲から外れていることを示す。

(注1) : $T_1 = 7000 / (2.75 - \log(T_1 \cdot \% \times C\%)) - 273$, ただし、 $T_1 = T_1\%$ - $(47.9/32) \times SS\%$
(注2) : FTは仕上げ圧延の最終温度を示す。(注3) : CTは巻取処理温度を示す。

【0040】

【発明の効果】以上のように、本発明によれば通常の熱延鋼板における化学組成にTiを添加し、粗圧延終了後の粗バー再加熱により、プレス加工性、特に延性に優れた高強度熱延鋼板を安定してかつ低コストで得る製造方法が提供され、工業上有用な効果がもたらされる。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明の実施例に係る粗圧延終了温度とTSの関係を示す図。

【図2】本発明の実施例に係るTSとEIの関係を示す 50

図。

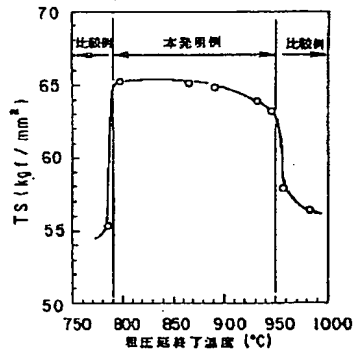
【図3】本発明の実施例に係る粗バー再加熱温度とTSの関係を示す図。

【図4】本発明の実施例に係るTSとEIの関係を示す図。

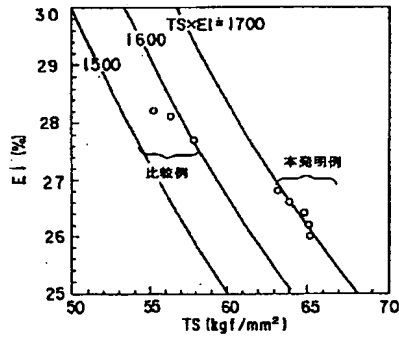
【図5】本発明の実施例に係る巻取温度とTSの関係を示す図。

【図6】本発明の実施例に係るTSとEIの関係を示す図。

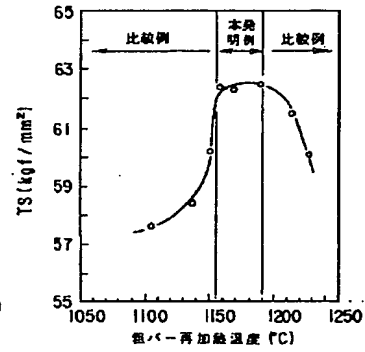
【図1】



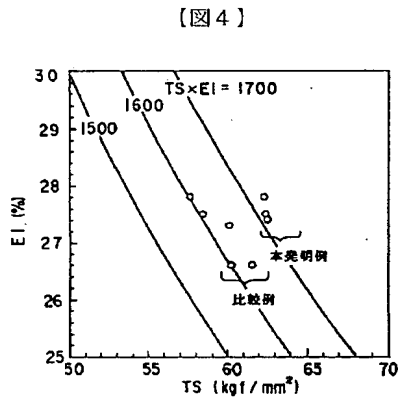
【図2】



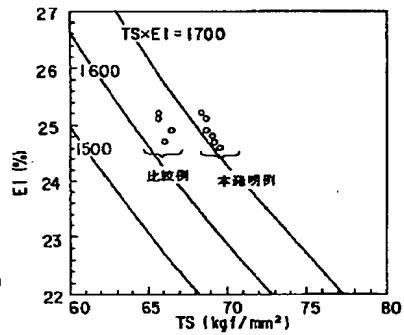
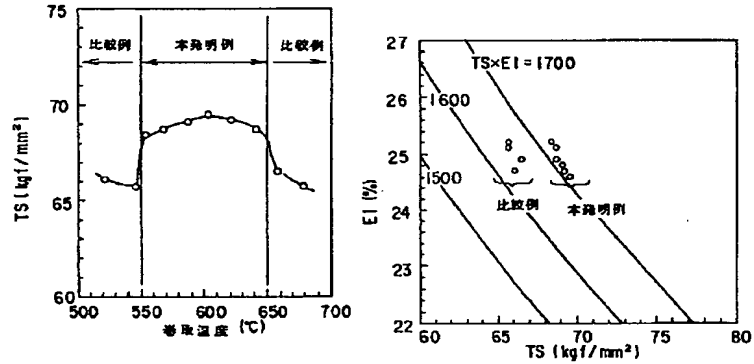
【図3】



【図5】



【図6】



フロントページの続き

(72)発明者 中原 健
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日
本鋼管株式会社内

(72)発明者 谷合 潤
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日
本鋼管株式会社内

(72)発明者 山本 雅明
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日
本鋼管株式会社内